

SZILÍCIUM-KARBIDBAN GAZDAG NANO-VÉDŐRÉTEG ELŐÁLLÍTÁSA NEMESGÁZOKKAL TÖRTÉNŐ IONKEVERÉSSSEL

Rácz Adél Sarolta

*Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem, Vegyészmérnöki és Biomérnöki Kar,
Oláh György Doktori Iskola, PhD-hallgató*

*Magyar Tudományos Akadémia, Energiatudományi Kutatóközpont, Műszaki Fizikai és
Anyagtudományi Intézet, fiatal kutató, racz.adel@energia.mta.hu*

Absztrakt

A szilícium karbid (SiC) egy igen fontos szerkezeti anyag, mely nagy hőállósággal, kopásállósággal és jó hővezetőképességgel rendelkezik. Védőréteggént alkalmazzák olyan mikro- és nanoelektromechanikai rendszerekben (MEMS/NEMS), melyeket szélsőséges környezetben használnak, például szenzorként repülőgépek gázturbináiban és az olajiparban. SiC vékonyrétegek előállítására többféle módszer ismeretes, köztük a fizikai és kémiai gőzfázisú leválasztás. Ezek a módszerek többnyire magas hőmérsékletet igényelnek, mely nem előnyös hőérzékeny szubsztrátok esetén. Az ionbombázással történő keverés ezzel szemben egy jó alternatíva lehet, mivel szobahőmérsékleten is alkalmazható. A művelet során két szilárd anyag határán atomi keveredés, vagy röviden ionkeverés történik (IBM-Ion Beam Mixing). Az ionbombázással a réteghatár átmenetek szélességét, az ott keletkező szilárd fázisokat befolyásolhatjuk.

A korábbiakban sikerült már az intézetben előállítani SiC-ot C/Si (20-20nm) multirétegek galliummal történő besugárzásával. A Ga-os besugárzás hátránya, hogy nem elég gazdaságos és hatékony, csak pár száz mikrométeres felület sugározható be. Ezzel ellentétben a nemesgázokkal történő besugárzás gazdaságosabb lenne.

Munkám során C/Si (20-20nm) multirétegeket sugároztam be argonnal és xenonnal, melynek során a C-Si határfelületen SiC keletkezett, melynek vastagsága nanométeres nagyságrendű és hangolható a besugárzás paramétereinek (fluxus és energia) változtatásával. A SiC vastagságát és mélységi eloszlását AES mélységi profilírozással határoztam meg. A rétegek kémiai jellemzésére potenciodynamikus korróziós tesztet végeztem, 4M-os KOH oldatban. A korróziós teszt egyrészt kimutatta, hogy a mért korróziós csereáram függ a kialakult SiC mennyiségétől, másrészt a még néhány nm-es SiC-ban gazdag réteg korróziós ellenállása is nagyságrendekkel nagyobb, mint a szilíciumé. A besugárzási paraméterek helyes megválasztásával a rétegek kémiai ellenállása tervezhetővé vált.

Kulcsszavak: SiC, nano-védőréteg, ionkeverés, korrózió

1. Bevezetés, célok

A szilícium karbid (SiC) egy igen fontos szerkezeti anyag, mely nagy hőállósággal, kopásállósággal és jó hővezetőképességgel rendelkezik. Védőréteggént alkalmazzák olyan mikro- és nanoelektromechanikai rendszerekben (MEMS/NEMS), melyeket szélsőséges környezetben használnak, például szenzorként repülőgépek gázturbináiban és az olajiparban. Tömbi formában magas hőmérsékletű (>1800 °C) szintereléssel állítják elő adalékok jelenlétében [1].

Vékonyréteggént történő előállítására számos eljárást alkalmaznak, két nagy csoportra lehet osztani az előállítási módszereket aszerint, hogy fizikai vagy kémiai módszerrel állítják elő a gőz, illetve folyadék fázist. Ezek a módszerek azonban általában magas hőmérsékletet igényelnek, mely nem előnyös hőérzékeny szubsztrátok esetén. Ugyanakkor az ionbombázás

technikája szintén egy lehetséges megoldás lehet a SiC képződéséhez szükséges nagy aktiválási energia leküzdésére; mivel a folyamat messze nem egyensúlyi, így lecsökkenhet az aktiválási energia. Az ionbombázás során két szilárd anyag határán atomi keveredés, vagy röviden ionkeverés történik (IBM-Ion Beam Mixing). Az ionbombázással a réteghatár átmenetek szélességét és az ott keletkező szilárd fázisokat befolyásolhatjuk. A vékonyréteg rendszereknél ionkeverést akkor figyelhetünk meg, amikor a bombázó ionok vagy a másodlagosan meglökött atomok energiájuk egy részét a réteghatár átmenetek közelében adják le. A módszer előnye, hogy szobahőmérsékleten alkalmazható. A korábbiakban sikerült már az intézetben előállítani SiC-ot C/Si (20-20 nm) multirétegek galliummal történő besugárzásával. A Ga-os besugárzás hátránya volt, hogy nem elég gazdaságos és hatékony, csak pár száz mikrométeres felület sugározható be. Erre a problémára nemesgázokkal történő ionbesugárzás jelenthet megoldást, mivel a módszer szobahőmérsékleten alkalmazható. Jelen kutatás céljából tűztem ki a nemesgázokkal történő besugárzás hatásainak tanulmányozását, továbbá a keletkezett rétegeket kémiaiailag is szerettem volna jellemezni, ehhez korróziós vizsgálatot alkalmaztam.

2. Irodalom

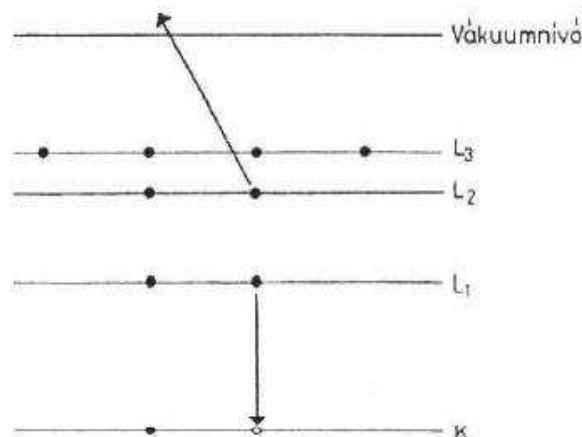
Az irodalomban sok adat található SiC vékonyrétegek előállítására, zömük a fizikai/kémiai leválasztás technikáját alkalmazza. RF magnetron porlasztással előállítottak néhány nm-es vastagságú SiC réteget, de a nanorészecskék kialakításához további 900 °C-on történő fűtés volt szükséges [2]. Kametani és társai CVD-t alkalmaztak 600 °C-on, ahol ferrocén volt a prekursor, a nanorészecskék kialakításához a Si (111) szubsztráton további 600-800 °C-os fűtést alkalmaztak [3]. Flores és társai publikálták, hogy magas C tartalmú Si (111) szubsztrátot melegítettek 660–810 °C-ra, a szén atomok a felületre szegregálódtak, ahol reagálva a Si-mal SiC nanorészecskéket képeztek [4]. Chung és társai Si/C/Si multirétegeket választottak le Si (100) szubsztrátra, a rendszert 750 °C fölé melegítve SiC nanorészecskék keletkeztek [5].

Ionkeverés alkalmazására is található példa az irodalomban. Harbsmeier és társai Si/C biréteget sugároztak be 350 keV-os Xe^+ ionokkal, melynek hatására 6H-SiC keletkezett, abban az esetben, ha a biréteget minimum 600 °C-ra melegítették [6]. Prakash és társai egy Si(3 nm)/C(2.5 nm) multiréteg rendszert bombáztak 40 keV-os Ar^+ ionokkal. Nagy alkalmazott fluxus ($10 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$) a rétegek teljes összekeveredését okozta és SiC is keletkezett [7]. Intrasiri és társai Si szubsztrátot sugároztak be 40 keV-os C^+ -al 400 °C-on, mely szintén SiC-ot eredményezett [8].

3. Az alkalmazott módszerek

A kísérletekhez szükséges besugározandó kiindulási anyagot magnetron porlasztással állítottuk elő.

Si szubsztrátra választunk le 20 nm C, 20 nm Si, 20 nm C, 20 nm Si, 20 nm C rétegeket. Ezt követte a nemesgázokkal (Ar, Xe) végzett ionbombázás. A mintába becsapódó nemesgázok a Si-C határfelületeken egy pár nanométeres vastagságú SiC-ban gazdag réteget hoznak létre. A keletkező rétegek vastagsága és mélység szerinti eloszlása az ionbesugárzás paramétereinek változtatásával tervezhető és Auger elektron spektroszkópiával mérhető. Az Auger mérés során a vizsgálandó felületet valamilyen primer gerjesztés hatásának tesszük ki, ami elsősorban 1 – 10 keV-os elektronnyalábbal való bombázást jelent, de elektromágneses sugárzás vagy ionnyaláb is lehet a gerjesztő hatás. Az ekkor végbemenő Auger – folyamatot a 3. ábrán szemléltetjük, és az alábbiak szerint értelmezzük.



Egy KL_1L_2 Auger-átmenet sémája

1. ábra: Az Auger átmenet sémája

Forrás: fizipedia.bme.hu

Ha egy belső elektronhéjon valami miatt elektron hiány alakul ki, akkor bekövetkezhet az Auger effektus. Ekkor két kisebb kötési energiájú elektron szimultán történő rekombinációval csökkenti az atom energiáját úgy, hogy az egyik betölti a nagy energiájú lyuk helyét, míg a másik kilöködik az atomból. A most már kétszeresen ionizált atom energiája kisebb, mint az eredetileg egyszeresen ionizált atomé, mert a lyukak külső kisebb kötési energiájú héjakra kerülnek. A kilökött elektront nevezzük Auger – elektronnak. Az Auger effektus és a sugárzásos rekombináció versengő folyamatok. Ököl szabályként azt mondhatjuk, ha a rekombinációban felszabaduló energia 1000 eV alatt van, akkor az Auger rekombináció valószínűbb, míg ha ezen energiánál több szabadul fel, akkor sugárzásos rekombináció valósul meg. Mivel a külső héjakból ez az energia mindig elérhető, az összes elem, amiben van legalább három elektron megfelelő gerjesztéssel Auger elektront emíthet.

Az AES csak a vizsgált anyag legfelső 1 – 2 atomsornyi vastag (az Auger elektronok rugalmatlan szabad szabad úthossza) rétegéről ad információt. Abban az esetben, ha a vizsgált minta mélyebb rétegeiről is információt szeretnénk kapni, valahogyan el kell távolítanunk a már megvizsgált felső réteget, ez argon ionokkal végzett porlasztással történik. Regisztrálva az Auger elektron spektrumok intenzitásait minden adott vastagságú réteg eltávolítása után megkapjuk a detektált elemek mért mélységbeli atomi koncentráció eloszlását [9].

A keletkezett SiC-ban gazdag réteg kémiai jellemzésére potenciodynamikus korróziós tesztet alkalmaztam. A mérés során a munkaelektrodra adott potenciál hatására kialakuló áramot mérjük. Az áramsűrűség logaritmusát ábrázolva a potenciál függvényében kapjuk az ún. Tafel görbéket, melyből extrapolációval meghatározható a korróziós potenciál és korróziós csereáram, utóbbi érték a korróziós rátával arányos.

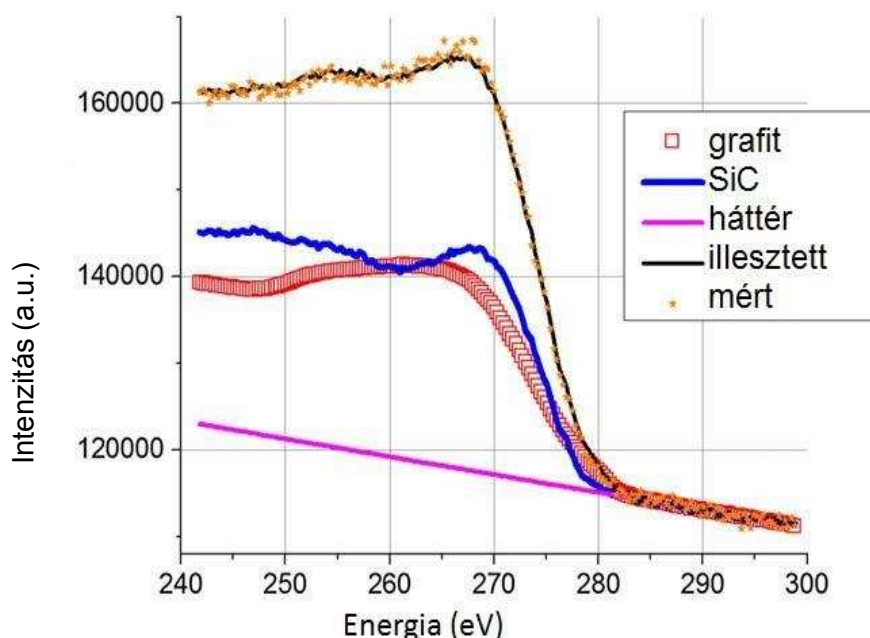
3. Kutatási eredmények

3.1 Besugárzott minták

A kísérletek során C(20nm)/Si(20nm) multiréteget sugároztunk be 40 keV-os $1-6 \cdot 10^{16}$ Ar^+/cm^2 és 120 keV $1-3 \cdot 10^{16}$ Xe^+/cm^2 ionnyalábbal. A besugárzás hatásai első körben a korábban ismertetett Auger elektron mélységi profilírozással lettek jellemezve. A méréshez egy STAIB DESA 105 típusú hengeres tükör analizátort alkalmaztam.

A porlasztáshoz 1 keV-os Ar^+ ionokat használtam. A mintát a bombázás során 6 fordulat/perces sebességgel forgattam, hogy elkerüljem a felület eldurvulását. A mérések során a háttérnyomás $2,5 \cdot 10^{-7}$ mbar volt.

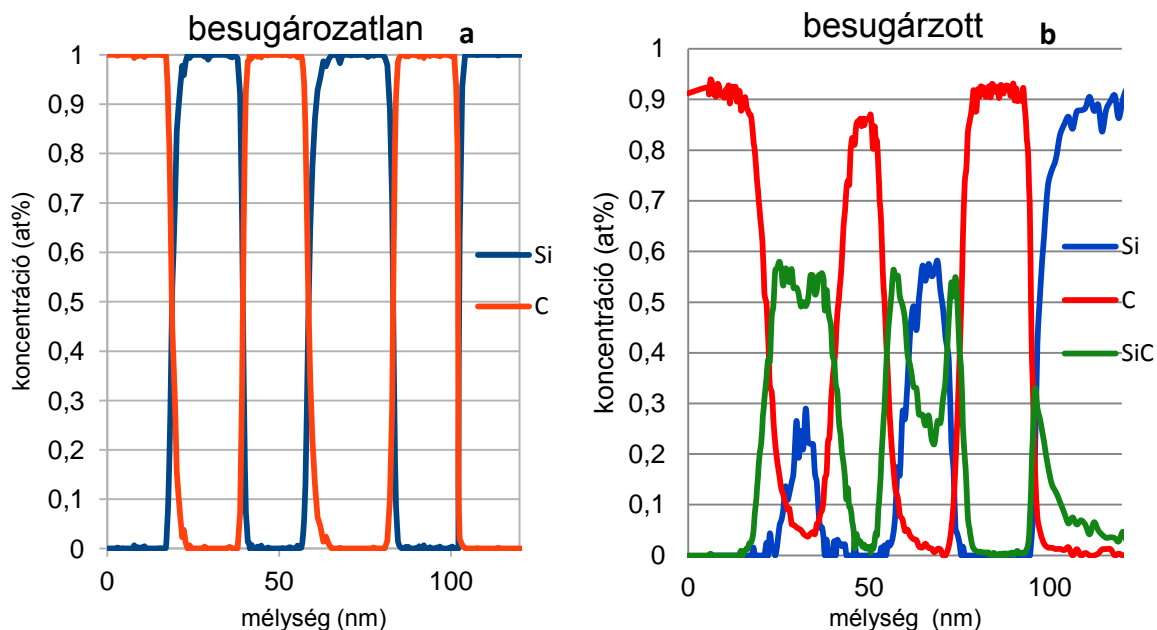
Az Auger elektron spektroszkópia rendkívül érzékeny a kötésiállapot változásra. A SiC keletkezését onnan észleljük tehát, hogy a szén és a szilícium Auger csúcsa megváltozik. A 2. ábrán látható a szén mért Auger csúcsa, melyen megfigyelhető, hogy a mért csúcs a karbidos kötésiállapotban és a grafitos kötésiállapotban lévő szén csúcs összege.



2. ábra: A szén Auger spektruma és komponensekre bontása [10]

Az 3.b ábrán látható egy $6 \cdot 10^{16}$ Ar^+/cm^2 besugárzás utáni állapot, összehasonlításképp az 3.a ábrán a nem besugárzott minta AES mélységi koncentráció eloszlását is feltüntettem.

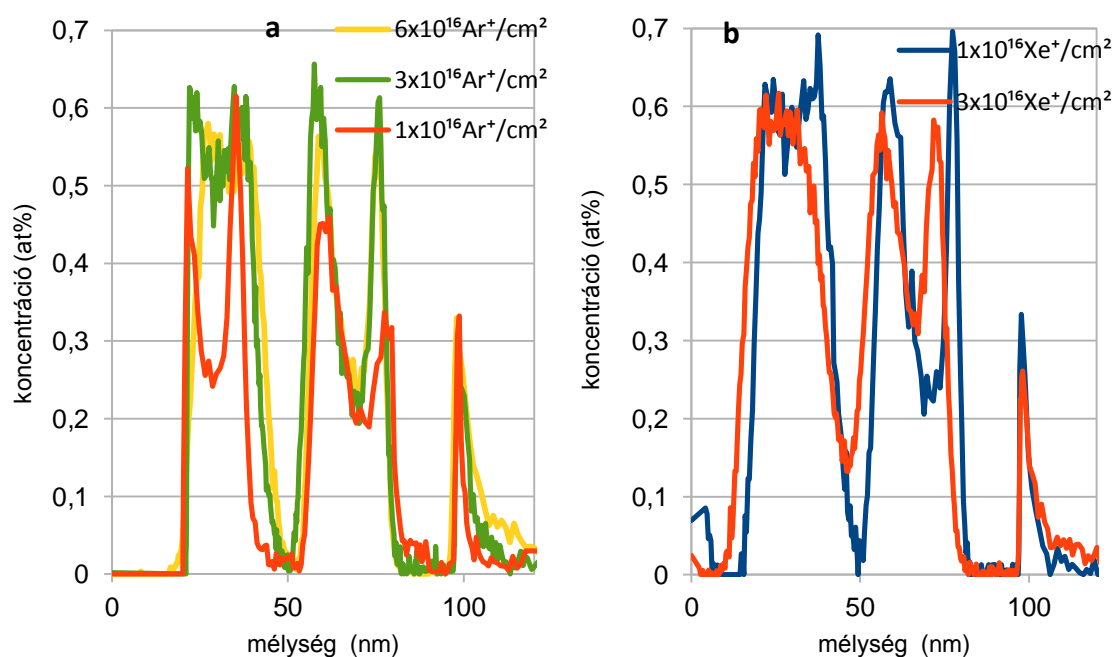
A nem besugárzott mintáról készült AES mélységi koncentráció eloszláson jól látható, hogy minden határfelület éles. A besugárzás hatására azonban komoly változások történtek a mintában. Az első és a második C és Si réteg összekeveredett, csak a 3. szén réteg maradt többé-kevésbé érintetlen. Az első Si réteg nagyrészt elfogyott, azonban a második rétegből kevesebb Si hiányzik. Megállapítható, hogy a SiC a C/Si határfelületeken keletkezik, illetve a 2. C/Si határfelületen kevesebb SiC keletkezik, mint az elsőn, mely az argon ionok 40 nm-es behatolási mélységének köszönhető [10].



3. ábra: (a) Besugározatlan és (b) besugárzott minta ($6 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$, 40 keV) AES mélységi profilja

A SiC mélységi eloszlása változik a besugárzás paramétereinek megváltoztatásával. A keverő ion és az energiája határozza meg a behatolási mélységet az anyagba, míg a fluxus (ion/cm^2) a keveredés erősségét befolyásolja. Elmondható tehát, hogy a különböző besugárzási paraméterekkel a SiC mélységi eloszlása tervezhető.

A 4. ábrán különböző argon (a) illetve xenon (b) fluxussal besugárzott mintákon mért SiC mélységi koncentráció eloszlások láthatók. A besugárzott minták teljes vastagsága változhat a porlasztásnak és a keveredésnek köszönhetően. A könnyebb összehasonlítás érdekében a szubsztrát/réteg határa a nominális 100 nm-nek lett beállítva.



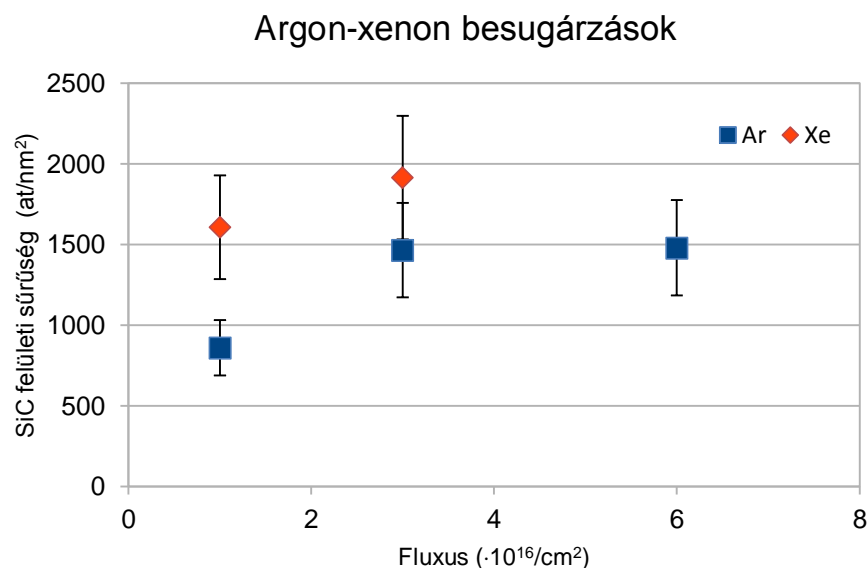
4. ábra: Különböző fluxussal történt besugárzásokhoz a. argon, b. xenon tartozó SiC mélységi eloszlások

Ha a 4a ábrán összehasonlítjuk a $3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -es besugárzást az $1 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -al, látható, hogy a SiC mennyisége jelentősen megnőtt. Mindamellett a $6 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ és a $3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ besugárzás esetében a mélységi profilok többé-kevésbé ugyanazok. Megállapítható, hogy a SiC termelés befejeződött és a további fluxus növekedés nem okoz számottevő növekedést a SiC mennyiségében.

A 4b ábrán találjuk a xenonnal besugárzott minták SiC mélységi eloszlásait. A xenon besugárzás esetében valamennyivel több SiC keletkezik, mint az argonnal történt besugárzásnál. Az $1 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$ és $3 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$ besugárzások mélységi eloszlásai első látásra hasonlóknak tűnnek, de a $3 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$ esetében a SiC eloszlása elkezd folytonossá válni. Ez annak köszönhető, hogy a 2. C/Si határfelületet is igen érinti a keverő ion, mivel a xenon ionok az argon ionokhoz képest nagyobb behatolási mélységgel rendelkeznek, mely kb. 55 nm [11]. A besugárzást eredményét nemcsak a SiC mélységi eloszlásával lehet jellemezni, hanem a SiC felületi sűrűségével, mely a SiC eloszlás integrálásával kapható meg. Az 1. táblázat a számolt felületi sűrűség értékeket mutatja az alkalmazott fluxus függvényében, szemléltetés céljából a 5. ábrán is feltüntettem őket. A hiba kb. 20% mely a mélységi eloszlás számolásának hibája. Az argon esetében a SiC felületi sűrűsége $3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -ig nő, további fluxus növekedés, mint korábban írtam nem okoz további SiC növekedést. A táblázat szintén mutatja, hogy a xenon besugárzás több SiC-ot hoz létre, mint az argon. Láthatjuk azt is, hogy a $3 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$ besugárzás jóval több SiC-ot termel, mint az $1 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$ -es besugárzás, ez mint már korábban említettem a SiC folytonossá váló eloszlásának köszönhető.

1. táblázat: SiC felületi sűrűségek a besugárzások függvényében

Keverő ion	Energia (keV)	Fluxus ($10^{16}/\text{cm}^2$)	SiC felületi sűrűsége az AES mélységi profilból (at/nm^2)
Ar⁺	40	1	860
		3	1465
		6	1479
Xe⁺	120	1	1607
		3	1915

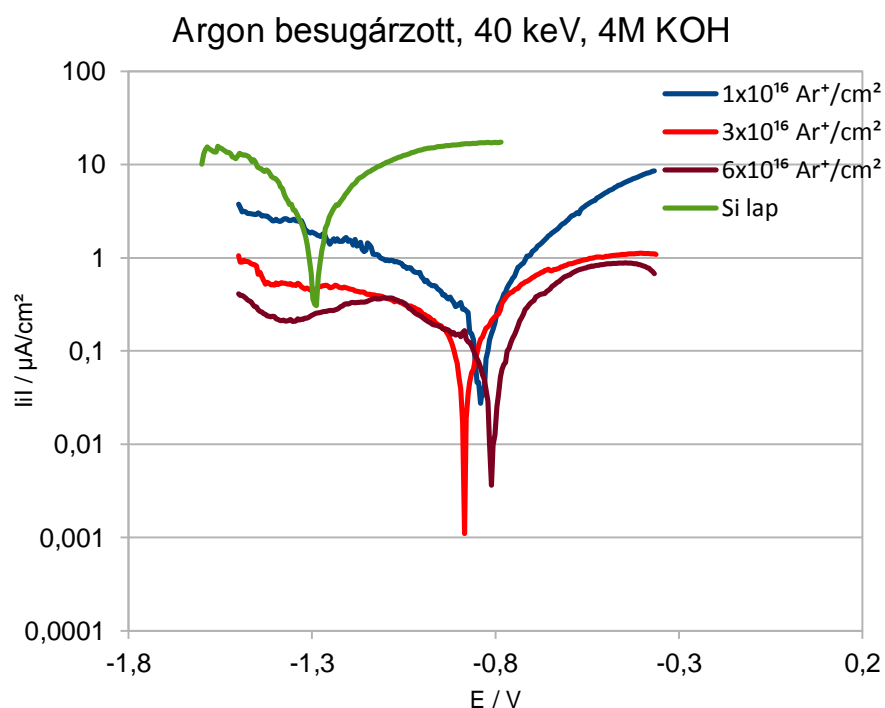


5. ábra: Fluxus - felületi sűrűség összefüggése

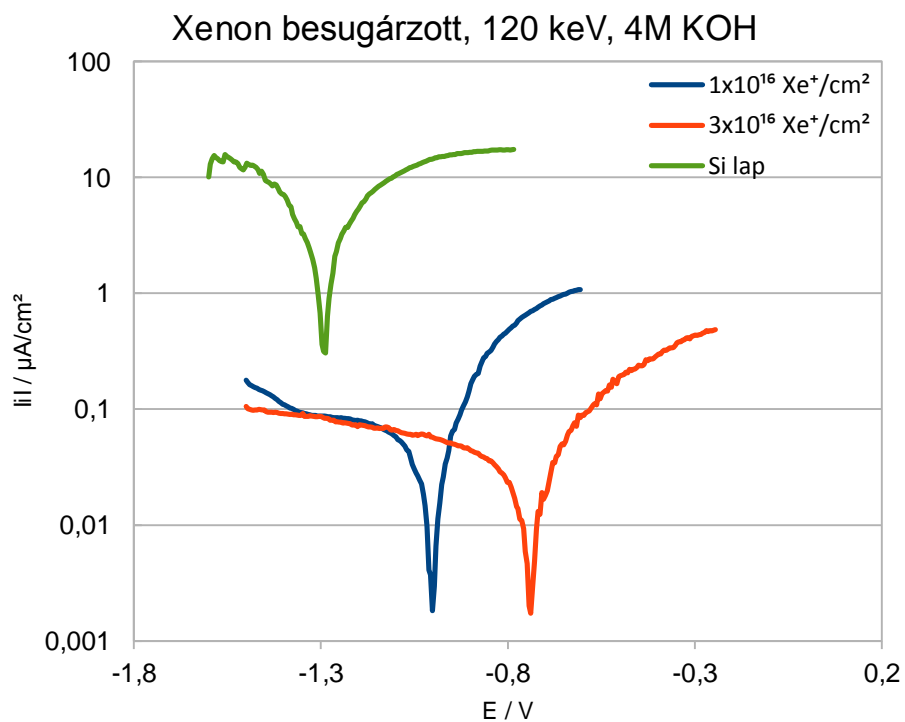
3.2 Korróziós ellenállóképesség

A kialakult SiC-ban gazdag réteget kémiai is jellemezni akartam, melyre potenciodynamikus korrozíós tesztet végeztem 4M KOH oldatban. Mint a 3. ábrán látható, a besugárzás után a SiC-ban gazdag réteget szén borítja, melyet a korrozíós teszt előtt el kell távolítani. Ezt mikrohullámú plazmában történő oxidációval, 500 °C-on valósítottuk meg. A plazmával való kezelés csak a legfelső szén réteget távolítja el, a többi réteget nem károsítja, ez AES méréssel ellenőriztem. A korrozíós ellenállóképesség vizsgálatot egy háromelektrodos üveg cellában végeztem egy Autolab PGSTAT 30 potenciosztáttal. A referencia elektród egy kalomel elektród volt, mely a másodfajú elektródok családjába tartozik, a számláló elektród pedig egy Pt háló. A minták egy rozsdamentes acél mintatartóhoz lettek ragasztva szén pasztával, a minta függő meniszkusz technikát alkalmazva került kapcsolatba az elektrolittal. A polarizációs görbéket -1,5-0V-os tartományban vettem fel 5 mV/perces léptetési sebességgel, melyek az 6-7 ábrán láthatók. A Tafel görbéken az anódos és katódos ághoz illesztett egyenesek metszéspontja adja a korrozíós csereáramot és korrozíós potenciált. A 2. táblázat a különböző besugárzású mintákon kapott értékeket foglalja össze. A számadatokon látható, hogy a korrozíós potenciál a besugárzott mintákon minden esetben pozitívabb, mint a szilícium lapé. Ez azt mutatja, hogy a besugárzás hatására korrozíóállóbb anyag jött létre. A csökkenő korrozíós csereáram értékek is ezt a tényt bizonyítják. Látható, hogy a $3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -el besugárzott minta csereárama harmada az $1 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -nak, azaz háromszor jobban ellenáll a korroziónak. Mindamellet a $6 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -os besugárzás csereárama megegyezik a $3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -val. Ezek az eredmények összhangban vannak az AES mélységi profilokkal, ahol a $3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ és a $6 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ besugárzások hasonló SiC mélységi eloszlást hoznak létre. (ld. 4a ábra, 1. táblázat). A xenon besugárzással kapott minták jobb korrozíóállóságot mutatnak, mint az argon besugárzottak, ez valószínűleg a nagyobb SiC mennyiségnek köszönhető. Érdekes, hogy az $3 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$ -el besugárzott minta korrozíós ellenállása nem sokkal jobb, mint az $1 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$ fluxussal besugárzott mintáé, noha az előbbi besugárzás összességében több SiC-ot termel, mint az utóbbi. Azt is láttuk azonban, hogy a két besugárzáshoz tartozó SiC mélységi eloszlás igen hasonló, a nagyobb SiC mennyiség csak az éppen folytonossá váló eloszlásnak köszönhető (ld. 4b ábra), hiszen az is

beleszámít az integrálásba. Ezek a megfigyelések azt mutatják, hogy a felületi sűrűség alkalmazása segít abban, hogy számszerűsítsük a besugárzás hatásait, mégis a mélységi eloszlás az érdemi befolyásoló faktor.



6. ábra: Polarizációs görbék az argonnal besugárzott minták esetén



7. ábra: Polarizációs görbék a xenonnal besugárzott minták esetén

2. táblázat: Korróziós potenciál, korróziós csereáram értékek

Körülmény	Besugárzás	Korróziós potenciál E_{corr} (mV)	Korróziós csereáram i_{corr} ($\mu\text{A}/\text{cm}^2$)	Korróziós ráta ($\mu\text{m}/\text{év}$)
4M KOH	$1 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$	-0.80	3.09×10^{-1}	3.2
	$3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$	-0.89	1.02×10^{-1}	1.1
	$6 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$	-0.82	1.04×10^{-1}	1.1
	$1 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$	-1.00	5.73×10^{-2}	0.6
	$3 \cdot 10^{16} \text{ Xe}^+/\text{cm}^2$	-0.72	4.36×10^{-2}	0.4
	<i>Szilícium lap</i>	-1.30	3.74	38.6

3. Összefoglalás

Jelen munkában sikerült a nem elég hatékony galliummal történő besugárzást helyettesíteni a hatékonyabb és gazdaságosabb nemesgázokkal történő besugárzással. A besugárzás hatására nanométeres SiC-ban gazdag réteg keletkezik. A különböző besugárzások AES mélységi profilozással és potenciodynamikus korróziós teszttel lettek jellemezve. Az AES mélységi profilok megmutatták, hogy az argon esetében a $3 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -ről a $6 \cdot 10^{16} \text{ Ar}^+/\text{cm}^2$ -re történő fluencia növelés nem mutat számottevő növekedést a SiC mennyiségében. A korróziós teszt megmutatta, hogy a besugárzott minták jobban ellenállnak a korrózióknak, mint a szilícium lap. Sikerült összehasonlítani a különböző besugárzásokat, mivel a mért korróziós csereáram összhangban volt a SiC keletkezésével. Elmondható, hogy a besugárzási paraméterek helyes megválasztásával a rétegek kémiai ellenállása tervezhető.

Köszönetnyilvánítás

Szeretnék köszönetet mondani dr. Vértessy Gábornak és dr. Zolnai Zsoltnak a besugárzásokért, illetve dr. Menyhárd Miklósnak az útmutatásokért.

Irodalomjegyzék

- [1] Sciti, D., Bellosi, A.: Effects of additives on densification, microstructure and properties of liquid phase sintered silicon carbide. J. Mater. Sci., 35, 2000. pp. 3849–3855.
- [2] Lee, T.H., Lee, D.U., Kim, E.K., Shin, J.W., Cho W.J.: Electrical property of non-volatile memory with SiC nano-particles formed in SiO₂. Superlatt. Microstruct., 46, 2009. pp. 182.
- [3] Kametani, K., Sudoh, K., Iwasaki, H.: Growth of SiC nanodots on Si(111) by exposure to ferrocene and annealing studied by scanning tunneling microscopy. Thin Solid Films, 467 2004. pp. 50 – 53.
- [4] Flores, M., Fuenzalida, V., Haberle, P.: Thermal effects in the size distribution of SiC nanodots on Si(111). Physica Status Solidi A, 2005. pp. 1959–1966.

- [5] Chung, C.K., Wu, B.H., Chen, T.S., Peng, C.C., Lai, C.W.: Thickness effect on the formation of SiC nanoparticles in sandwiched Si/C/Si and C/Si multilayers. *Thin Solid Films*, 517, 2009. pp. 5867–5871.
- [6] Harbsmeier, F., Bolse, W., Flank, A.M.: Ion beam induced solid state reaction in Si/C layer system. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B*, 178, 2001. pp. 214–219.
- [7] Prakash, R., Amirthapandian, S., Phase, D.M., Deshande, S.K., Kesavamoorthy, R., Nair, K.G.M.: Study of ion beam induced mixing in nano-layered Si/C multilayer structure. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B*, 244, 2006. pp. 283–288.
- [8] Intarasiri, S., Dangtip, S., Hallen, A., Jensen, J., Yu, L.D., Possnert, G., Singkarat, S., Activation energy of the growth of ion-beam-synthesized nano-crystalline 3C–SiC. *Nucl. Instrum. Methods Phys. Res. B* 257, 2007. pp. 195–198.
- [9] Kóti László: Ionbombázás hatásainak vizsgálata Auger elektron spektroszkópiai mélységi feltérképezéssel, PhD disszertáció, Eötvös Lóránd Tudományegyetem, 2012
- [10] Gurbán, S., Kotis, L., Pongracz, A., Sulyok, A., Tóth, A.L., Vázsonyi, E., Menyhard, M., The chemical resistance of nano-sized SiC rich composite coating. *Surf. & Coat. Tech.* 261, 2015. pp. 195–200.
- [11] SRIM: Stopping and Range of Ions in Matter - szimulációs program

Lektorálta: Homokiné dr. Krafcsik Olga, adjunktus,
Budapesti Műszaki és Gazdaságtudományi Egyetem